2000 년추계학술발표회논문집
한국원자력학회

00-10-07

방향에 따른 CANDU Zr-2.5Nb 압력관의 Delayed Hydride Cracking 특성

Delayed Hydride Cracking Characteristics of CANDU Zr-2.5Nb Pressure Tube with the direction

김영석, 김성수, 오동준, 임경수, 정용무
한국원자력연구소, 대전시 유성구 덕진동 150 번지

요약

캔두 Zr-2.5Nb 압력관에서 DHC 특성- 크랙전파속도 및 임계 응력집중세기- 이방성을 규명하고자, 캔두 Zr-2.5Nb 압력관으로부터 제작된 compact tension (CT) 및 cantilever beam (CB) 시편을 사용하여 DHC 시험을 수행하였다. 아울러, 방향에 따른 크랙 선단에서의 변형특성을 이해하고자, 압력관의 세 방향에서 각각 게이지 길이 2 mm 의 소형 인장시편을 제작하여 인장시험도 상온에서 300 °C 까지의 고온에서 수행하였다. Zr-2.5Nb 압력관의 길이방향의 인장강도는 반경방향의 인장강도에 비하여 높게 나타났으며, 가공경화속도 역시 반경 방향에서 보다는 축 방향에서 높았다. DHC 시험 전 후의 집합도를 조사한 결과, DHC 시험 시 집합도 변화가 일어났으며, 이것은 작용하중의 일부는 쌍정 변형에 일으켜 이완된다는 것을 시사한다. 따라서, 방향에 따른 Zr-2.5Nb 압력관의 크랙 진전 시 빠른 DHC 속도의 이방성을 방향에 따른 크랙 선단과 이로부터 멀리 떨어진 지점에서의 응력구배 관점에서 토의하였다.

ABSTRACT

To explain the anisotropy of delayed hydride cracking velocity and threshold stress intensity factor, K_{IH} in the longitudinal and radial directions of CANDU Zr-2.5Nb pressure tube, DHC tests were conducted on the compact tension (CT) and cantilever beam (CB) specimens taken from a Zr-2.5Nb pressure tube. Furthermore, tensile tests were conducted on small specimens with a gauge length of about 2 mm, taken from three directions of the tube. Tensile strength of Zr-2.5Nb was higher in the longitudinal direction rather than the radial direction and its strain hardening rate after yielding was higher in the axial direction rather than in the radial direction. A change in texture before and after DHC tests was also confirmed, suggesting that part of applied stress is released in inducing the twinning. Thus, the anisotropic DHC velocity and K_{IH} in Zr-2.5Nb tubes with the direction was discussed based on the stress gradient between the crack tip and a place far away from the notch tip and textural change with the direction.

1. 서론

가압 중수로 Zr-2.5Nb 압력관은 가동 중 수소를 흡수하여 일종의 수소취성 측 delayed hydride cracking (DHC)에 매우 민감하여, 이로 인한 많은 압력관의 손상 사례를 보이고 있다 [1]. 따라서

DHC 저항성을 향상시키고자 집중적인 연구가 수행되어왔다. 최근 김[2] 등은 Zr-2.5Nb 압력관의 DHC 저항성은, 크랙면에서의 수소화물의 상주면 (habit plane)에 의존한다는 것을 처음으로 밝히고, 집합도 (texture) 조절을 통하여 DHC 저항성을 향상시킬 수 있다는 것을 제시하였다. 그러나 크랙면이 수소화물의 상주면과 일치하더라도 크랙 진전 방향이 압력관의 길이방향 또는 반경방향에 따라 DHC 크랙전파속도 및 DHC 를 야기시키는 임계 응력집중세기 (threshold stress intensity factor, K_{IH}) 가 각각 다르게 나타난다 (그림 1 [3] 및 2 참조 [4-9]. 이것은 크랙진전 방향에 따라 크랙 선단에서의 응력구배가 서로 다르기 때문인 것으로 사료되지만, 이에 대한 실험적인 확인이 요구된다.

따라서 본 연구의 목적은 Zr-2.5Nb 압력관의 세 방향 즉 원주방향, 길이방향 및 반경방향에서의 응력-변형 특성을 체계적으로 측정하고 이를 통하여 DHC 전파속도 및 임계 응력집중세기의 이방성을 규명하는 것이다. 아울러, DHC 시험 시 수반되는 twining 으로 집합도 변화를 방향에 따라 조사하여, 집합도 변화가 DHC 특성의 이방성에 미치는 영향도 아울러 조사하였다.

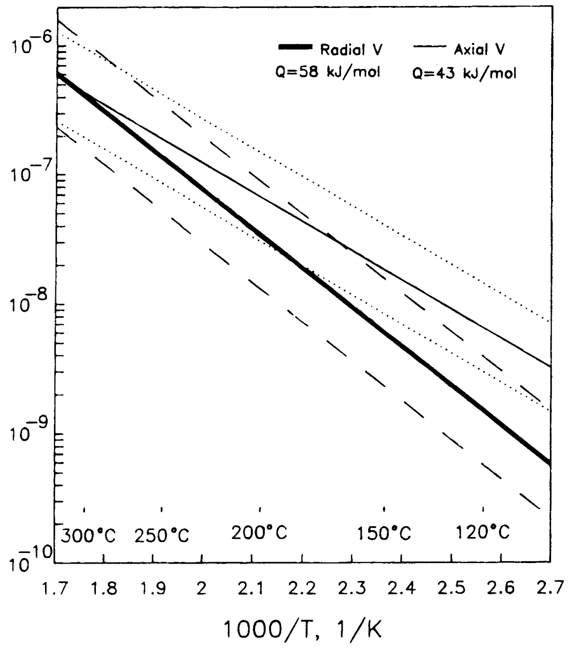


Fig. 1. Comparison of DHC velocity in the radial and longitudinal direction [3]

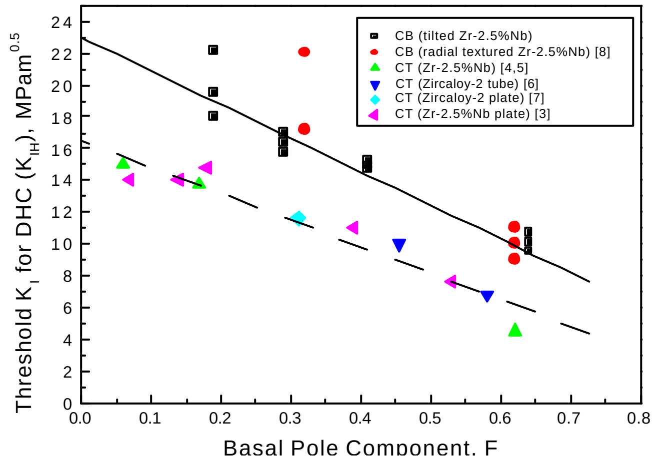


Fig. 2. Comparisons of KIH determined from CT and CB specimens with the basal pole components in Zircaloy-2 and Zr-2.5Nb alloys.

2. 실험방법

DHC 시험은 그림 3에 나타낸 바와 같이 60 ppm의 수소를 첨가시킨 cantilever beam (CB) 또는 compact tension (CT)시편을 사용하여 250 °C 에서 수행되었다. 반경방향 및 길이방향에서의 크랙전파 속도 및 임계 응력집중세기 측정을 위하여 각각 CB 및 CT 시편이 사용되었다. DHC 시험의 보다 자세한 사항은 참고문헌 [4, 5]에 이미 기술되어있기에 본 논문에서는 이를 생략하였다. DHC 시험 전. 후의 집합도를 X-ray 회절기 (X-ray Diffractometer)로 측정하여 DHC 시험 시 twining 으로 인한 집합도의 변화도 함께 조사하였다. Zr-2.5Nb 압력관의 세 방향에서의 강도 및 변형 특성을 조사하고자 그림 4에 나타낸 바와 같은 2mm gauge 길이의 미소 인장시편을 사용하여 인장시험을 수행하였다. 인장시험은 상온 및 560 °C의 온도 범위에서 수행되었으며, 변형속도는 $5x10^{-4}$/s 이었다.

Fig. 3. Schematic illustration of (a) cantilever beam (CB) and (b) curved compact tension (CCT) specimens.

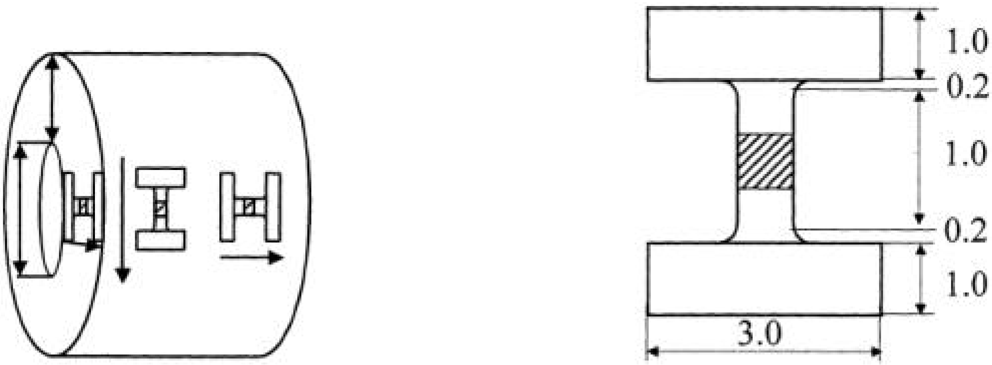


Fig. 4. Schematic diagram of the machining in a Zr-2.5Nb pressure tube and the dimension of a small tensile specimen.

3. 결과

3.1. DHC 시험 시 집합도 변화

그림 5 는 DHC 시험 하기 전 Zr-2.5Nb 압력관의 세 방향에서 측정된 역극점도 (inverse pole figures)를 보여준다. 지르코늄 결정립 (0001) 면의 수직한 (0001) pole 이 대부분이 원주방향에 위치한다는 것을 보여주며, (0001)면의 성분 크기(basal pole component)는 Kearn's number, f로 0.67 이다. 그러나 이러한 시편을 일정 하중 (dead weight) 조건에서 DHC 시험하면 그림 6 및 7 에 나타낸 바와 같이 twining 이 일어나 집합도가 변화되었다. 반경방향에서는 DHC 시험 후 (1121) 및 (10$\bar{1}$2) twining, 으로 기저면 성분 (basal pole component)값이 0.59 로 10% 정도 감소하였다. 길이방향에서는 (1012) twining 으로 기저면 성분이 0.54 로 그 감소 폭이 20% 로 컸다. 이것은 다시 말해, 크랙 선단에 집중된 응력의 일부는 twining 변형을 일으키는데 사용되면서 이완된다는 것을 시사하며, 이러한 크랙 선단에서의 응력이완을 실험적으로도 이미 확인한 바 있다 [10].

Radial Transverse Longitudinal

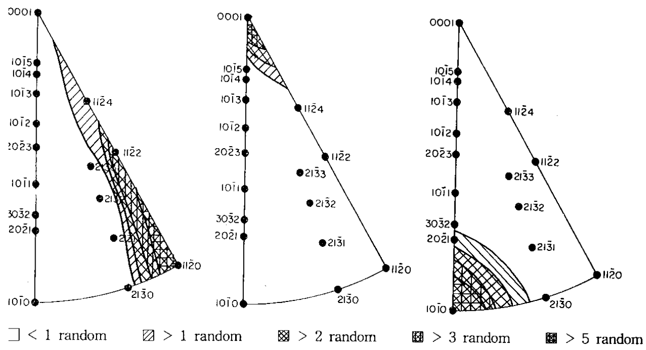


Fig. 5. Inverse pole figures for as-received pressure tube material

As-received After DHC After normalization by texture coeff.

F=0.67 F=0.59

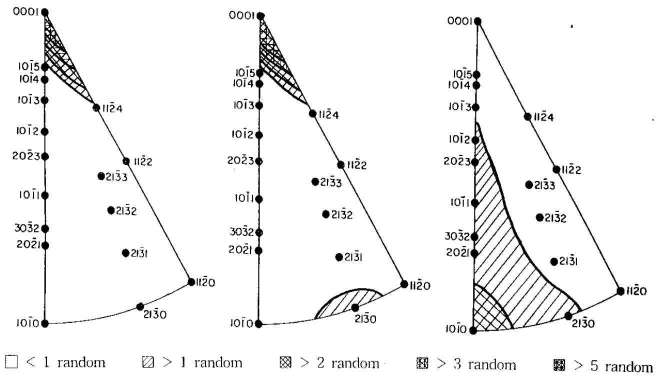
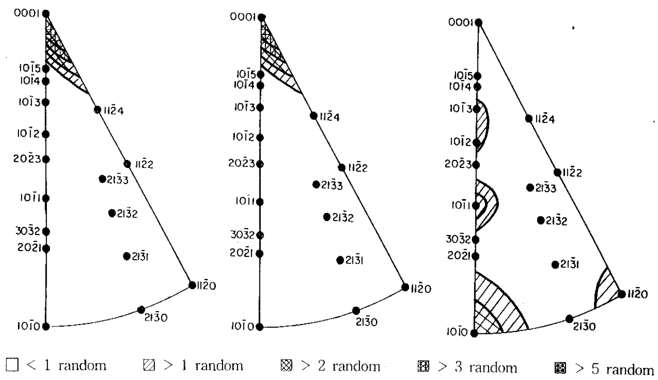


Fig. 6. Comparison of texture before and after DHC cracking in the radial direction

As-received After DHC After normalization by texture coeff.

F=067 F=0.54



Fi.g. 7. Comparison of texture before and after cracking in the longitudinal direction

DHC 시험에서와 같이 하중을 원주방향의 수직한 면에 작용할 때 가공경화는 (10$\bar{1}$0) 또는 (10$\bar{1}$2)과 같은 slip 면의 성분에 비례할 것이고 반대로 (0001) 기저면 성분에 대하여 반 비례적으로 나타날 것이다. 그 이유는 인장하중이 (0001) 기저면에 작용할 경우 slip 이 아닌 twining 만으로 변형이 국부적으로 일어나면서 진행되기에 시편전체에 걸친 균일한 변형이 없이 바로 necking 이 일어나기 때문이다. 이런 경우에는 시편 전체에 걸친 균일한 변형으로 일어나는 가공경화는 거의 없다. 따라서 길이방향에서 DHC 시험 시 twining 으로 인하여 기저면 성분이 반경방향에 비하여 많이 감소되었다는 것은 그 만큼 많은 양의 twining 변형이 일어났다는 것을 의미하며, 따라서 상대적으로 더 균일한 변형이 일어나기에 크랙 선단에서 예상되는 가공경화는 길이방향에서 클 것으로 예상된다. 반경방향으로 DHC 크랙이 진전한 경우에는 twining 변형량이 상대적으로 적어 twining 에 의한 집합도 변화도 적고 따라서 크랙 선단에서의 변형은 매우 국부적으로만 진행되기에, 항복이 일어난 후 바로 necking 이 일어나면서 응력이 감소할 것으로 예상된다. 따라서 반경방향으로 진전하는 크랙 선단에서의 peak stress 는 상대적으로 길이방향에 비하여는 낮게 나타날 것으로 보인다. 결론적으로, 크랙 선단에서 높은 peak stress 가 얻어지면 이것은 크랙 선단과 크랙에서 멀리 떨어진 지점 즉 bulk 지점에서의 응력구배를 크게 하고, 이것은 결국에는 수소의 확산을 촉진시켜 DHC 전파속도를 빠르게 할 것으로 예상된다.

3.2. 세 방향에서 Zr-2.5Nb 압력관의 인장 특성

상기에서 언급한 가설을 검증하기 위해서 Zr-2.5Nb 압력관의 세 방향에서 인장시편을 채취하여 인장시험을 수행하였다. 그림 8 은 Zr-2.5Nb 압력관의 세 방향에서의 항복강도 및 인장강도를 온도의 함수로서 보여준다. 전 온도 구간에서 원주방향의 항복 및 인장 강도가 가장 높게 나타났다. 이에 반하여 길이방향 및 반경방향의 항복강도는 원주방향의 항복강도에 비하여 낮았으며, 두 방향에서의 항복강도의 차이는 없는 것으로 나타났다. 한편, 인장강도는 원주방향에서 가장 높았고, 상온-250 °C 온도 구간에서는 길이방향의 인장강도가 반경방향의 인장강도에 비하여 높게 나타났다. 그러나 온도가 300 °C 로 증가하면 이들 두 방향에서의 인장강도의 차이가 없어져, 하나의 값으로 수렴하는 것을 보여준다.

이상의 결과는, 예상한 바와 같이, 반경방향에서 보다는 길이방향에서 인장하중 시 가공경화가 더 크게 일어난다는 것을 보여준다. 가공경화 정도는 그림 9 에서 나타낸 인장 시험 시 얻었던

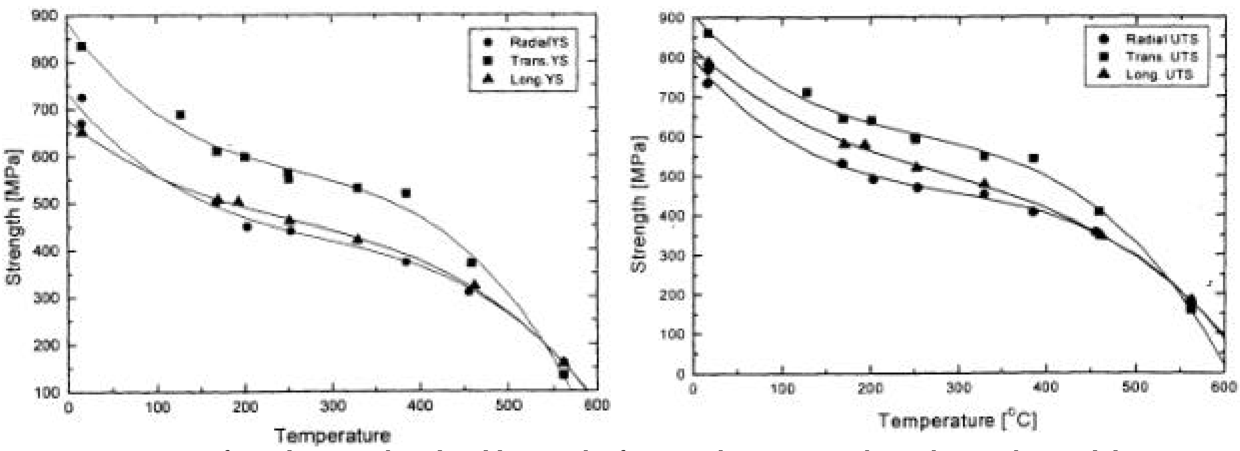


Fig 8. Comparison of tensile strength and yield strength of Zr-2.5Nb Pressure Tube in three orthogonal direction.

강도 vs. 변위의 곡선에서도 확인할 수 있다. 그림 9(a)에 나타낸 바와 같이 길이방향에서는 항복강도를 지난 후에, 어느 정도의 가공경화로 인한 강도의 증가로 높은 인장강도를 보이고 아울러 인장강도를 지난 후에도 강도의 감소가 완만하게 일어났다. 그러나, 반경방향에서는 그림 9(b)에 나타낸 바와 같이 항복강도를 지난 후 가공경화가 거의 없이 바로 인장강도에 도달하였으며, 인장강

도를 지난 후에는 급격한 강도의 감소가 발생하였다. 이와 같은 강도-변형 특성 곡선은 원주방향에서의 강도-변형 특성 곡선과 거의 일치하는 것으로 원주방향에서도 항복강도 후 가공경화가 거의 없이 거의 인장강도에 도달한다는 것을 보여준다

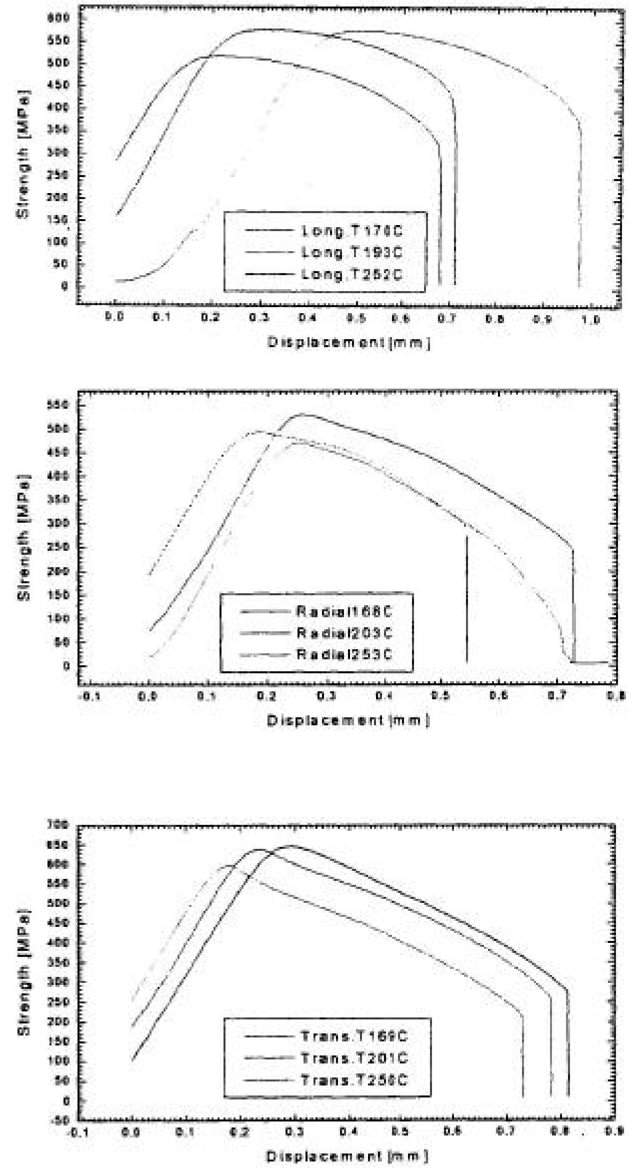


Fig. 10. Stress-strain curves at room temperature of the tensile specimens taken from the longitudinal, radial and transverse directions of Zr-2.5Nb pressure tube

4. 토의

DHC 전파속도는 Puls [11]에 따르면 크랙 선단 (crack tip)으로의 수소확산 속도에 비례하며, 수소확산의 구동력은 크랙 선단과 크랙 선단에서 멀리 떨어진 bulk 지점에서의 응력 차이로 인한 고용도 차이이다. 다시말해, 크랙 선단에서의 최대응력이 크면 클수록 수소의 확산은 커져 DHC 전파속도가 커지고 아울러 DHC 를 야기시키는 임계 응력집중세기도 적어질 것이다.

그림 7-8 의 결과에 따르면, 큰 가공경화를 보이는 것은 길이방향의 시편이다. 이것은 다시 말해 DHC 크랙이 길이방향으로 전진할 때 크랙 선단에 peak stress 가 커서 크랙 선단과 bulk 지점에서의 응력구배가 크다는 것을 의미한다. 반대로 반경방향에서는 크랙 선단에서의 가공경화가 상대적으로 적거나 거의 없어 응력구배는 적다. 따라서 DHC 크랙 전파 속도가 반경방향으로 성장할 때 (CB 시편 사용)에 비하여 길이방향으로 성장할 때(CT 시편 사용) 크게 나타나는 것은 길이방향에서 그림 7-8 에 나타낸 바와 같이 가공경화가 커, 수소 확산의 구동력인 크랙 선단과 bulk 지점에서의 응력구배가 크기 때문이다.

한가지 주목할 것은 방향에 따른 DHC 전파 속도의 차이가 그림 1 에 나타낸 바와 같이 300 °C 이상의 고온에서는 사라진다는 것이다. 이것은 다시 말해 반경방향이나 길이방향에서 크랙 선단에서의 peak stress 가 고온에서는 동일하게 되어 응력구배가 방향에 무관하게 된다는 것을 의미하며, 이러한 것은 그림 9 에 나타낸 온도에 따른 인장강도 특성 결과에서 확인할 수 있다.

결론적으로, 길이방향에서 빠른 DHC 전파속도를 보이고, 낮은 K_{IH} 를 보이는 것은 길이방향으로 전진하는 크랙 선단에서 peak stress 가 높아 크랙 선단으로의 수소의 확산이 빠르기 때문이다. 다시 말해, 방향에 따른 인장특성은 크랙 선단에서의 응력분포를 결정하는 주요 인자이며, 크랙 선단에서의 응력구배가 DHC 전파속도 및 K_{IH} 를 결정한다.

5. 결 론

1) Zr-2.5Nb 압력관에서 크랙이 반경방향 및 길이방향으로 진전될 때 모두 twining 에 의한 집합도 변화가 일어났으며 이것은 크랙 선단에서의 응력이완을 야기시킨다.
2) Zr-2.5Nb 압력관의 길이방향의 인장강도는 반경방향의 인장강도에 비하여 높게 나타났다.
3) Zr-2.5Nb 압력관의 길이방향으로 크랙이 진전 시 빠른 DHC 전파 속도를 보이는 것은 크랙 선단에서의 peak stress 가 인장방향에서 반경방향에 비하여 높아 크랙 선단과 bulk 지점에서의 응력구배가 커 크랙 선단으로의 수소 확산을 빠르게하기 때문인 것으로 해석할 수 있다.
4) 300 °C 정도의 고온에서 DHC 속도의 이방성이 사라지는 것도 인장강도의 이방성이 고온에서 없어지기 때문이다.

감사의 글

본 연구는 과학기술부의 원자력연구개발 중장기계획 사업 중 중수로압력관재료의 일환으로 수행되었습니다. 연구비 지원에 감사 드립니다.

6. 참고문헌

(1) Kim, Young Suk, 1997, KAERI Report, KAERI/RR-1766/96, Korea Atomic Energy Research Institute, p. 365
(2) Kim, Y. S., Kwon S. C., Kim, S. S., Cheong Y. M., Choo, K, N., 1999, Proc. Korea Nuclear Society Meeting, Spring.
(3) Sagat, S., Coleman, C. E., Griffiths, M. and Wilkins, B. J. S., 1994, Zirconium in the Nuclear Industry, Tenth International Symposium, ASTM STP 1245, pp. 35-61.
(4) Kim, S. S, Kwon, S. C., Choo, K. N., Cheong, Y. M. and Kim, Y. S., Key Engineering Materials to be published.
(5) Kim, S. S., Kwon, S. C and Kim, Y. S., 1999, J. Nucl. Mater. Vol. 273, pp. 52-59.
(6) Coleman, C. E., Sagat, S. and Amouzouvi, K. F., 1987, Control of Microstructure to Increase the Tolerance of Zirconium Alloys to Hydride Cracking, Atomic Energy of Canada Limited Report AECL-9524.
(7) Coleman, C. E, 1982, Zirconium in the Nuclear Industry, Fifth Conference, ASTM STP 754, pp. 394-411.
(8) Huang, H. and Mills, W. J., 1991, Metal Transactions A 22A, pp. 2149-2160.
(9) Mills, W. J. and Huang, F. H., 1991, Eng. Frac. Mech. Vol. 39, pp. 241-257.
(10) Leitch, B., Christodoulou, N. and Root, J., 1999, Trans. 15th Inter. Conf. Struc. Mechanics in Reactor Tech. (SMiRT-15), vol. XII, pp. 133-146.
(11) Puls, M., 1990, Metall. Trans., Vol. 21A, pp. 2905-2917